







# Heat resisting aluminium alloy of the type AlCuMg

Patent number: EP0989195  
Publication date: 2000-03-29  
Inventor: JAQUEROD CHRISTOPHE (CH); HOELLRIGL GUENTHER (CH)  
Applicant: ALUSUISSE LONZA SERVICES AG (CH)  
Classification:  
- international: C22C21/12; C22F1/057  
- european: C22F1/057, C22C21/16  
Application number: EP19980810967 19980925  
Priority number(s): EP19980810967 19980925

Also published as:

 EP0989195 (B1)

Cited documents:

 US5630889  
 US5652063  
 US5800927  
 EP0224016  
 EP0756017  
more >>

## Abstract of EP0989195

Aluminum alloy of the AlCuMg type contains alloying additions (in wt.%) of 4.5-5.5 Cu, 0.45-0.65 Mg, maximum 0.2 Si, maximum 0.25 Fe, maximum 0.8 Mn, maximum 0.15 Ti, and optionally 0.12-0.25 Zr, 0.05-0.5 Ag and maximum 0.15 impurities.

An Independent claim is also included for the manufacture of a plate made of Al alloy comprising casting an ingot of the alloy, homogenizing the cast ingot, maintaining the ingot at 380-440 degrees C for at least 2.5 hours, hot rolling the ingot to a plate at 380-440 degrees C, solution annealing the plate, quenching, stretching the plate by 1-5%, and hardening the plate.

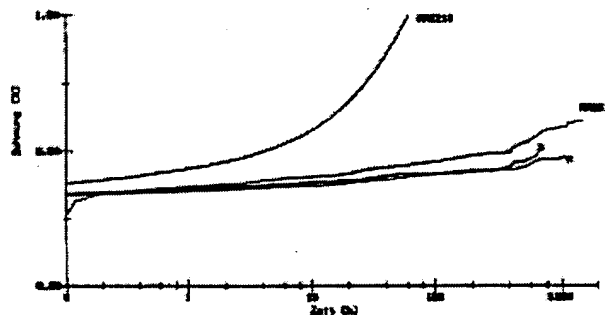
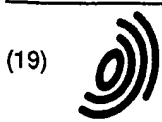


Fig.1

Data supplied from the [esp@cenet](mailto:esp@cenet) database - Worldwide



Europäisches Patentamt  
European Patent Office  
Office européen des brevets



(11) EP 0 989 195 A1

(12) EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:  
29.03.2000 Patentblatt 2000/13

(51) Int. Cl.<sup>7</sup>: C22C 21/12, C22F 1/057

(21) Anmeldenummer: 98810967.4

(22) Anmeldetag: 25.09.1998

(84) Benannte Vertragsstaaten:  
AT BE CH CY DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU  
MC NL PT SE  
Benannte Erstreckungsstaaten:  
AL LT LV MK RO SI

(72) Erfinder:  
• Höllrigl, Günther  
8200 Schaffhausen (CH)  
• Jaquerod, Christophe  
3976 Noes (CH)

(71) Anmelder:  
Alusuisse Technology & Management AG  
8212 Neuhausen am Rheinfall (CH)

(54) Warmfeste Aluminiumlegierung vom Typ AlCuMg

(57) Eine Aluminiumlegierung vom Typ AlCuMg in geknetetem Zustand mit hoher mechanischer Festigkeit und hoher Wärmebeständigkeit weist im lösungsgeglühten, abgeschreckten, gestreckten und warmausgelagerten Zustand (T8) eine Fließspannung bei Raumtemperatur von  $R_{p0.2} > 450$  MPa, nach einer Vorlagerung von 300 h bei 160°C eine Fließspannung bei 160°C von  $R_{p0.2} > 340$  MPa und nach einer Kriechbelastung von 1000 h bei 160°C unter einer Zugspannung von 260 MPa eine Dehnung von weniger als 0.5% auf.

Die Legierung enthält

4.5 bis 5.5 Gew.-% Kupfer  
0.45 bis 0.65 Gew.-% Magnesium

max. 0.2 Gew.-% Silizium  
max. 0.25 Gew.-% Eisen  
max. 0.8 Gew.-% Mangan  
max. 0.15 Gew.-% Titan  
wahlweise noch  
0.12 bis 0.25 Gew.-% Zirkonium  
0.05 bis 0.5 Gew.-% Silber  
sowie Aluminium als Rest mit herstellungsbedingten Verunreinigungen einzeln max. 0.05 Gew.-%, insgesamt max. 0.15 Gew.-%.

Die Legierung eignet sich insbesondere zur Herstellung von Kunststoffformen.

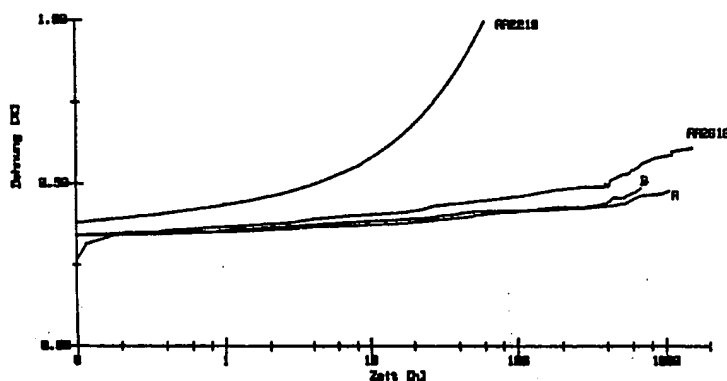


Fig.1

EP 0 989 195 A1

## Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft eine Aluminiumlegierung vom Typ AlCuMg Zustand mit hoher mechanischer Festigkeit und hoher Wärmebeständigkeit, die im lösungsgeglühten, abgeschreckten, gestreckten und warmausgelagerten Zustand eine Fließspannung bei Raumtemperatur von  $R_{p0.2} > 450$  MPa, nach einer Vorlagerung von 300 h bei 160°C eine Fließspannung bei 160°C von  $R_{p0.2} > 340$  MPa und nach einer Kriechbelastung von 1000 h bei 160°C unter einer Zugspannung von 260 MPa eine Dehnung von weniger als 0.5% aufweist.

[0002] Zur Herstellung von Kunststoffbauteilen durch Spritzgießtechnik werden heute Betriebstemperaturen bis gegen 160°C angewendet. Für den Formenbau werden hochfeste Aluminiumlegierungen eingesetzt, welche ihre Festigkeit durch Ausscheidungshärtung erhalten. Die erwähnten Betriebstemperaturen von ca. 160°C erreichen jedoch den Überhärtungsbereich der aushärtbaren hochfesten Werkstoffe vom Typ AlZnMgCu. Für den Einsatz bei erhöhten Temperaturen sind deshalb AlCu- und AlCuMg-Legierungen besser geeignet, um ein hohes Festigkeitsniveau bei diesen erhöhten Betriebstemperaturen über einen langen Zeitraum zu erhalten.

[0003] Als Legierungen vom Typ AlCuMg mit gleichzeitig hoher mechanischer Festigkeit und hoher Wärmebeständigkeit haben sich in der Praxis vor allem die Legierung AA2618 und, wegen ihrer guten Schweissbarkeit, die Legierung AA2219 durchgesetzt. Eine neuere Legierung vom Typ AA2618 mit guter Warmfestigkeit ist aus EP-A-0756014 bekannt.

[0004] Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, eine Legierung vom Typ AlCuMg der eingangs genannten Art mit einer gegenüber den bekannten Legierungen nach dem Stand der Technik erhöhten thermischen Stabilität zu schaffen. Insbesondere soll die Legierung zur Herstellung von Kunststoffformen, d.h. Spritzgießformen zum Spritzgießen von Kunststoff, bei Betriebstemperaturen bis zu etwa 160°C geeignet sein.

[0005] Zur erfindungsgemässen Lösung der Aufgabe führt, dass die Legierung

4.5 bis 5.5 Gew.-% Kupfer

0.45 bis 0.65 Gew.-% Magnesium

max. 0.2 Gew.-% Silizium

max. 0.25 Gew.-% Eisen

max. 0.8 Gew.-% Mangan

max. 0.15 Gew.-% Titan

wahlweise noch

0.12 bis 0.25 Gew.-% Zirkonium

0.05 bis 0.5 Gew.-% Silber

sowie Aluminium als Rest mit herstellungsbedingten Verunreinigungen einzeln max. 0.05 Gew.-%, insgesamt max.

0.15 Gew.-% enthält.

[0006] Es hat sich gezeigt, dass die erfindungsgemässe Legierung gegenüber den AlCuMg-Legierungen nach dem Stand der Technik eine geringere Abschreckempfindlichkeit aufweist, was dazu führt, dass bei der Herstellung dicker Platten der Festigkeitsverlust in der Plattenmitte kleiner ist.

[0007] Zur Erzielung einer möglichst hohen Festigkeit bei gleichzeitig guter Korrosionsbeständigkeit beträgt der bevorzugte Kupfergehalt 5.2 bis 5.4 Gew.-%.

[0008] Die maximale Löslichkeit für Kupfer liegt bei dieser Legierung bei etwa 5.2 bis 5.3% Cu. Ein Teil des Kupfers wird in den primären intermetallischen Phasen AlFeMnCu absorbiert, was es überhaupt ermöglicht, praktisch an die Löslichkeitsgrenze zu gehen. Bei höheren Kupfergehalten entsteht im Gefüge die primäre eutektische Phase  $Al_2Cu$ , die keinen Beitrag an die Festigkeit leistet, als kathodisches Lokalelement jedoch den Korrosionswiderstand der Legierung herabsetzt.

[0009] Bevorzugt liegt die erfindungsgemässe Legierung hauptsächlich im Phasenfeld der  $\theta'$ -Ausscheidungshärtung, mit der Gleichgewichtsphase  $Al_2Cu$ . Steigt der Magnesiumgehalt über 0.6%, so ergeben sich entsprechend Anteile von  $S'$ -Ausscheidungshärtung, mit der Gleichgewichtsphase  $Al_2CuMg$ . Der positive Effekt eines Silberzusatzes auf die Ausscheidungshärtung ist jedoch bei der  $\theta'$ -Ausscheidungshärtung bevorzugt wirksam, weil das Silber zusammen mit dem Magnesium die  $\Omega$ -Phase bilden kann, und zwar auf den (111) Gitterebenen der Aluminiummatrix, was zu einem zusätzlichen Festigkeitsanstieg führt. Bei noch höheren Magnesiumgehalten wird die Ausscheidung der  $\Omega$ -Phase von der  $S'$ -Ausscheidung überlagert und setzt die festigkeitssteigernde Wirkung von Silber herab. Hinzu kommt, dass eine Legierung mit höheren Magnesiumgehalten empfindlich auf die Geschwindigkeit der Abschreckbehandlung reagiert, was zu einem Festigkeitsverlust in der Mitte von dicken Platten führt. Mit der erfindungsgemässen Beschränkung des Magnesiumgehaltes wird ein Optimum zwischen erzielbarer Festigkeit bei Raumtemperatur und bei erhöhten Temperaturen erreicht. Die erfindungsgemässe Legierung eignet sich daher insbesondere zur Herstellung dicker Platten.

[0010] Wie vorstehend erwähnt, kann zur weiteren Steigerung der Festigkeit die Legierung 0.05 bis 0.5 Gew.-%, vorzugsweise 0.3 bis 0.5 Gew.-% Silber enthalten.

[0011] Insbesondere für die Anwendung der erfindungsgemässen Legierung als Werkstoff für den Formenbau ist eine möglichst isotrope Verteilung der Eigenspannungen im Querschnitt der durch Warmwalzen gefertigten Platten anzustreben. Für den Abbau der Eigenspannungen ist u.a. die Korngrösse und die Kornform in der Platte von Bedeutung. Je feiner und gleichmässiger die Kristalle nach der Rekristallisation bei der vorzugsweise im Bereich von 510 bis 525°C durchgeführten Lösungsglühung vorliegen, desto besser können sich die Eigenspannungen im Querschnitt der Platte ausgleichen. Die Korngrenzen wirken dabei als Senken für Versetzungen beim Abbau von lokalen Spannungsspitzen. Durch einen Zusatz von 0.12 bis 0.25 Gew.-% Zirkonium kann ein feines Korngefüge in der warmgewalzten Platte erreicht werden, indem man die Wärmebehandlung und die Warmwalztemperaturen so steuert, dass eine möglichst homogene Verteilung von submikronen Ausscheidungen von  $\text{Al}_3\text{Zr}$  im Gefüge entsteht.

[0012] Die erfindungsgemässe Herstellung einer Platte ist gekennzeichnet durch die Schritte

- Giessen eines Barrens aus der Legierung,
- Homogenisieren des gegossenen Barrens,
- Halten des Barrens während mindestens 2.5 h in einem Temperaturbereich von 380 bis 440°C,
- Warmwalzen des Barrens zur Platte im Temperaturbereich von 380 bis 440°C,
- Lösungsglühen der Platte,
- Abschrecken der Platte,
- Strecken der Platte um 1 bis 5%, und
- Warmaushärten der Platte.

[0013] Die homogenisierten Gussbarren können entweder von der Homogenisierungstemperatur auf die Halte- bzw. Warmwalztemperatur abgekühlt oder in diesen Temperaturbereich aufgeheizt werden. Beim Halten des Barrens im Temperaturbereich von 380 bis 440°C tritt mit der Ausscheidung der Gleichgewichtsphase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  eine Heterogenisierung ein. Beim anschliessenden Warmwalzen in demselben Temperaturbereich werden die Phasengrenzflächen der  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Teilchen als bevorzugte Keimstellen für die  $\text{Al}_3\text{Zr}$ -Ausscheidungen gebildet. Beim darauffolgenden Aufheizen der Warmwalzplatte auf die Lösungsglühtemperatur lösen sich die  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Teilchen auf und zurück bleibt eine gleichmässige Verteilung der feinen, submikronen  $\text{Al}_3\text{Zr}$ -Ausscheidungen, welche bevorzugt an den ursprünglichen  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -Teilchengrenzen sowie an Subkorngrenzen liegen und damit eine homogene Verteilung ergeben. Diese feinen  $\text{Al}_3\text{Zr}$ -Teilchen bewirken eine starke Wachstumshemmung bei der Rekristallisation während der Lösungsglühung und es resultiert das gewünschte isotrope Korngefüge in der Platte.

[0014] Weiter hat sich als zweckmässig herausgestellt, die Summe von Eisen und Silizium und die Summe von Zirkonium und Titan je auf max. 0.25 Gew.-% zu begrenzen.

[0015] Der bevorzugte Gehaltsbereich für Mangan liegt bei 0.2 bis 0.4 Gew.-%.

[0016] Grundsätzlich kann die Legierung, die sich insbesondere zur Herstellung von Kunststoffformen eignet, ausgehend von einem Gussblock ohne Knetoperationen weiterverarbeitet werden, jedoch beinhaltet das Herstellungsverfahren üblicherweise mindestens einen Knetschritt. Sofern es die Dimensionen einer herzustellenden Form zulassen, werden als Ausgangsmaterial bevorzugt warmgewalzte Platten eingesetzt. In gewissen Fällen kann es sich auch als zweckmässig erweisen, eine Dickenabnahme beispielsweise in einer ersten Richtung durch Warmwalzen und in einer zweiten Richtung durch Schmieden zu erzeugen. Insbesondere zur Herstellung von kostengünstigen Formen für die Produktion von Massenteilen kann auch Strangpressen als Verarbeitungsschritt in Betracht gezogen werden. Mit dem Strangpressen eröffnet sich grundsätzlich auch die Möglichkeit, gewisse Konturen einer späteren Form bereits vorzuformen.

[0017] Weitere Vorteile, Merkmale und Einzelheiten der Erfindung ergeben sich aus der nachfolgenden Beschreibung bevorzugter Ausführungsbeispiele sowie anhand der Zeichnung; diese zeigt schematisch in

- Fig. 1 Dehnungs-Zeit Diagramm von erfindungsgemässen Legierungen im Vergleich zu Legierungen nach dem Stand der Technik.

## Beispiele

[0018] Die chemischen Analysen der untersuchten Legierungen sind aus der Tabelle 1 ersichtlich. Die Legierungen A und B sind erfindungsgemäss, die Legierungen AA2618 und AA 2219 dienen als Vergleichslegierungen bzw. Referenzwerkstoffe.

Tabelle 1

Leg.	Zusammensetzung [Gew.-%]									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ag	Ti	V	Zr	Ni
A	0.10	0.14	5.25	0.30	0.60	0.38	0.08	--	0.18	--
B	0.10	0.14	5.30	0.30	0.60	--	--	0.09	0.20	--
AA2618	0.15	1.05	2.60	--	1.65	--	0.06	--	--	1.10
AA2219	0.06	0.06	6.11	0.31	0.02	--	0.04	0.08	0.12	--

[0019] Die Legierungen A und B wurden als Stranggussbarren in industriellem Massstab gegossen. Die Homogenisierung der Gussbarren zum Ausgleich der erstarrungsbedingten Kristallseigerungen erfolgte nach der üblichen Vorschrift für AlCuMg-Legierungen.

[0020] Die nach der Homogenisierungsglühung abgekühlten Barren wurden auf 410°C aufgeheizt, 3 h bei dieser Temperatur gehalten und nachfolgend ausgehend von dieser Temperatur auf eine Plattendicke von 70 mm gewalzt. Anschliessend wurden die Platten während 40 min bei einer Temperatur von 520°C lösungsgeglüht und nachfolgend in Wasser mittels definierter konvektiver Wärmeübertragung so abgeschreckt, dass die entstehenden Eigenspannungen durch die nachfolgende Streckoperation kontrollierbar waren. Die gestreckten Platten wurden anschliessend bei einer Temperatur von 180°C während 12 h warm ausgehärtet.

[0021] An Proben der warmausgehärteten Platten sowie an aus kommerziell erhältlichen Platten entnommenen Proben der Referenzwerkstoffe wurden die Fließspannungen Rp 0.2 nach 300 h und 500 h Vorlagerung bei einer Temperatur von 160°C durch Zugversuche bei Raumtemperatur (RT) und bei 160°C ermittelt. Die Ergebnisse sind in den Tabellen 2 und 3 dargestellt. Die als Referenzwerkstoffe verwendeten Platten wiesen im Falle der Legierung AA2618 eine Dicke von 20 mm und bei der Legierung AA2219 eine Dicke von 90 mm auf.

Tabelle 2

Legierung	Zugversuch bei RT (20°C)	
	Rp0.2 [MPa] nach 300 h	Rp0.2 [MPa] nach 500 h
A	432	405
B	407	390
AA2618	418	--
AA2219	340	335

Tabelle 3

Legierung	Zugversuch bei 160°C	
	Rp0.2 [MPa] nach 300 h	Rp0.2 [MPa] nach 500 h
A	370	350
B	342	332
AA2618	350	--
AA2219	281	270

[0022] Die Kriechdaten wurden an Rundproben mit 160 mm Messlänge ermittelt. Aus dem Dehnungs-Zeit Diagramm in Fig. 1 sind die Ergebnisse für die vier untersuchten Legierungen ersichtlich. Die an die Probestäbe angelegte Last betrug 260 MPa, die Prüftemperatur wurde auf 160°C eingestellt. Die Kurven zeigen deutlich die gegenüber den Vergleichslegierungen verbesserte Warmfestigkeit der erfindungsgemässen Legierung.

Patentansprüche

1. Aluminiumlegierung vom Typ AlCuMg mit hoher mechanischer Festigkeit und hoher Wärmebeständigkeit, die im lösungsgeglühten, abgeschreckten, gestreckten und warmausgelagerten Zustand (T8) eine Fließspannung bei Raumtemperatur von  $R_{p0.2} > 450$  MPa, nach einer Vorlagerung von 300 h bei 160°C eine Fließspannung bei 160°C von  $R_{p0.2} > 340$  MPa und nach einer Kriechbelastung von 1000 h bei 160°C unter einer Zugspannung von 260 MPa eine Dehnung von weniger als 0.5% aufweist, dadurch gekennzeichnet, dass die Legierung
  - 4.5 bis 5.5 Gew.-% Kupfer
  - 0.45 bis 0.65 Gew.-% Magnesium
  - max. 0.2 Gew.-% Silizium
  - max. 0.25 Gew.-% Eisen
  - max. 0.8 Gew.-% Mangan
  - max. 0.15 Gew.-% Titan
  - wahlweise noch
  - 0.12 bis 0.25 Gew.-% Zirkonium
  - 0.05 bis 0.5 Gew.-% Silber
  - sowie Aluminium als Rest mit herstellungsbedingten Verunreinigungen einzeln max. 0.05 Gew.-%, insgesamt max. 0.15 Gew.-% enthält.
2. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass sie 5.2 bis 5.4 Gew.-% Kupfer enthält.
3. Aluminiumlegierung nach Anspruch 1 oder 2, dadurch gekennzeichnet, dass sie 0.3 bis 0.5 Gew.-% Silber enthält.
4. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, dass die Summe von Eisen und Silizium max. 0.25 Gew.-% beträgt.
5. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, dass die Summe von Zirkonium und Titan max. 0.25 Gew.-% beträgt.
6. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 5, dadurch gekennzeichnet, dass sie 0.2 bis 0.4 Gew.-% Mangan enthält.
7. Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 6, dadurch gekennzeichnet, dass sie im gekneteten Zustand vorliegt.
8. Aluminiumlegierung nach Anspruch 7, dadurch gekennzeichnet, dass der geknetete Zustand durch Warmwalzen erzeugt worden ist.
9. Aluminiumlegierung nach Anspruch 7, dadurch gekennzeichnet, dass der geknetete Zustand durch Schmieden erzeugt worden ist.
10. Aluminiumlegierung nach Anspruch 7, dadurch gekennzeichnet, dass der geknetete Zustand durch Strangpressen erzeugt worden ist.
11. Verfahren zur Herstellung einer Platte aus einer Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 6, gekennzeichnet durch die Schritte
  - (a) Giessen eines Barrens aus der Legierung,
  - (b) Homogenisieren des gegossenen Barrens,
  - (c) Halten des Barrens während mindestens 2.5 h in einem Temperaturbereich von 380 bis 440°C,
  - (d) Warmwalzen des Barrens zur Platte im Temperaturbereich von 380 bis 440°C,
  - (e) Lösungsglühen der Platte,
  - (f) Abschrecken der Platte,
  - (g) Strecken der Platte um 1 bis 5%, und
  - (h) Warmaushärten der Platte.

**12.** Verwendung einer Aluminiumlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 10 oder einer Platte hergestellt mit dem Verfahren nach Anspruch 11 zur Herstellung von Kunststoffformen.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

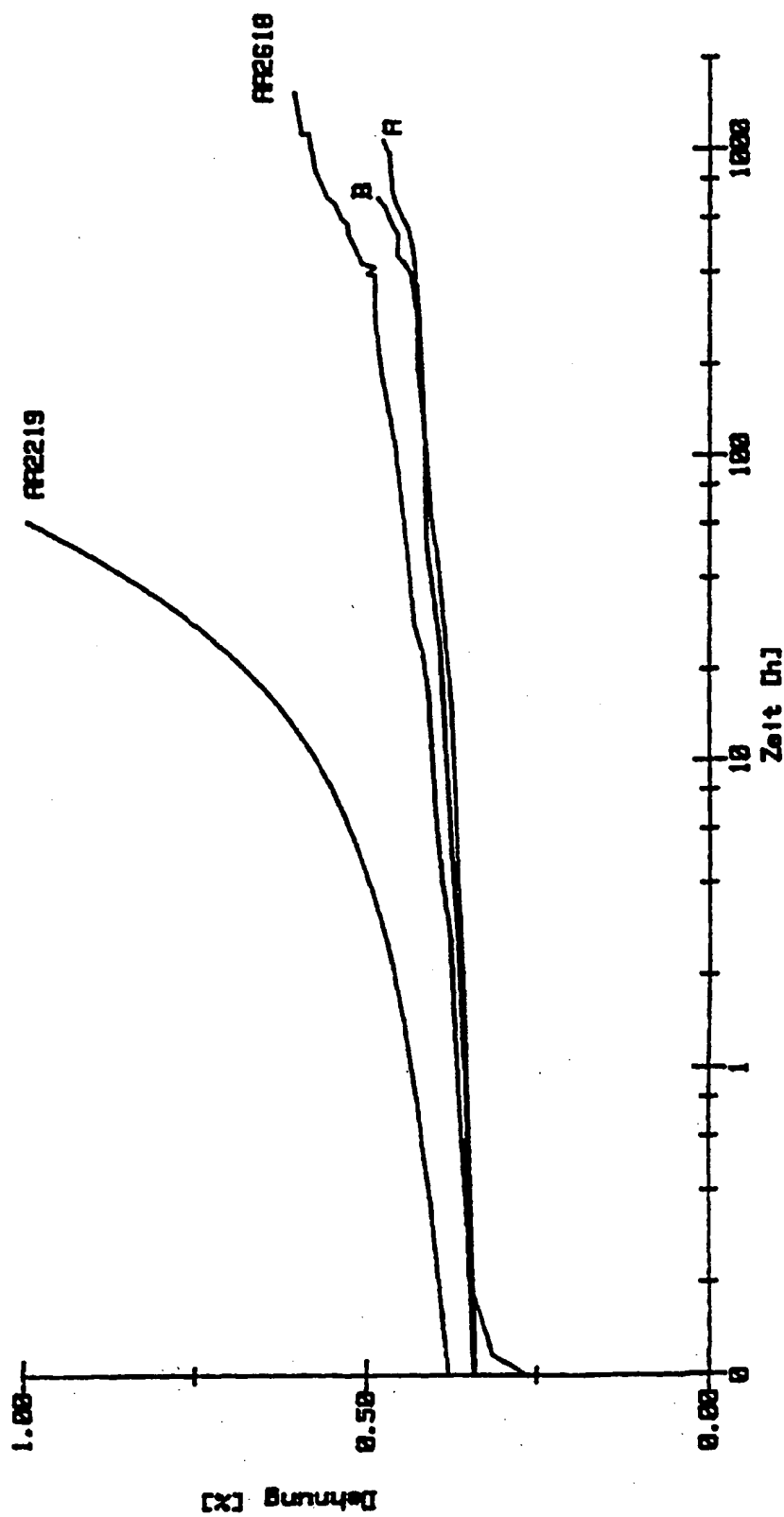


Fig.1



Europäisches  
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung  
EP 98 81 0967

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.6)
X	US 5 630 889 A (KARABIN LYNETTE M) 20. Mai 1997 * Anspruch 1 * * Spalte 1, Zeile 5 - Zeile 18 * * Spalte 5, Zeile 29 - Spalte 7, Zeile 49 *	1-10	C22C21/12 C22F1/057
X	US 5 652 063 A (KARABIN LYNETTE M) 29. Juli 1997 * Anspruch 1 * * Spalte 1, Zeile 9 - Zeile 17 * * Spalte 7, Zeile 32 - Zeile 60 *	1-10	
X	US 5 800 927 A (KARABIN LYNETTE M) 1. September 1998 * Anspruch 1 * * Spalte 4, Zeile 65 - Spalte 7, Zeile 42 *	1-10	
X	EP 0 224 016 A (BBC BROWN BOVERI & CIE) 3. Juni 1987 * Anspruch 1 * * Seite 2, Zeile 1 - Zeile 23 *	1-7	
X	EP 0 756 017 A (PECHINEY RHENALU) 29. Januar 1997 * Seite 2, Zeile 36 - Zeile 44 *	12	
A	ANYALEBECHI P N ET AL: "EFFECT OF SUPEREUTECTIC HOMOGENIZATION ON INCIDENCE OF POROSITY IN ALUMINUM ALLOY 2014 INGOT" METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS B: PROCESS METALLURGY & MATERIALS PROCESSING SCIENCE, Bd. 25B, Nr. 1, 1. Februar 1994, Seiten 111-122, XP000425868 * Abbildung 1 *	11	
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort <b>DEN HAAG</b>		Abschlußdatum der Recherche <b>15. Dezember 1998</b>	
		Prüfer <b>Vlassi, E</b>	
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

EPO FORM 1503 03.92 (P4-C03)



Europäisches  
Patentamt

# EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung

EP 98 81 0967

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.6)
A	WO 95 27091 A (REYNOLDS METALS CO) 12. Oktober 1995 * Abbildungen 1,2 *	11	
A	WO 96 29440 A (KAISER ALUMINIUM CHEM CORP) 26. September 1996 * Ansprüche 1-3 *	11	
A	M.J.HAYNES AND R.P.GANGLOFF: "ELEVATED TEMPERATURE FRACTURE TOUGHNESS OF Al-Cu-Mg-Ag SHEET: CHARACTERIZATION AND MODELING " METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, Bd. 28A, Nr. 9, Seiten 1815-1829, XP002087749		
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int.Cl.6)
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort DEN HAAG		Abschlußdatum der Recherche 15. Dezember 1998	Prüfer Vlassi, E
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument			

EPO FORM 1503 03.82 (P4/C03)

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT  
 ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 98 81 0967

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentedokumente angegeben.

Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am  
 Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

15-12-1998

Im Recherchenbericht angeführtes Patentedokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
US 5630889 A	20-05-1997	WO 9839493 A	11-09-1998
US 5652063 A	29-07-1997	WO 9839494 A	11-09-1998
		US 5665306 A	09-09-1997
		US 5800927 A	01-09-1998
US 5800927 A	01-09-1998	US 5665306 A	09-09-1997
		US 5652063 A	29-07-1997
EP 0224016 A	03-06-1987	CH 668269 A	15-12-1988
		JP 62112748 A	23-05-1987
		US 4772342 A	20-09-1988
EP 0756017 A	29-01-1997	FR 2737225 A	31-01-1997
		JP 9165640 A	24-06-1997
		US 5738735 A	14-04-1998
WO 9527091 A	12-10-1995	US 5503690 A	02-04-1996
WO 9629440 A	26-09-1996	AU 5422096 A	08-10-1996
		EP 0817870 A	14-01-1998

EPO FORM P0461

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82